



# AValiação DO EFEITO DA VARIAÇÃO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA DE LIGAS FE-9CR-XMO<sup>1</sup>

Nathália Cândido Figueiredo<sup>2</sup>

Rodrigo Freitas Guimarães<sup>3</sup>

Víctor Moita Pinheiro<sup>4</sup>

Hélio Cordeiro de Miranda<sup>5</sup>

Hamilton Ferreira Gomes de Abreu<sup>6</sup>

## Resumo

O objetivo deste estudo foi avaliar o efeito de diferentes aportes térmicos, durante a soldagem, empregando para tanto o processo TIG sem adição de material, na microestrutura de ligas Fe-9Cr-xMo (x assume os valores 5 e 9), através da variação dos parâmetros de corrente e velocidade de soldagem. Amostras das ligas na condição solubilizada foram soldadas na posição plana, com eletrodo toriado, corrente contínua eletrodo negativo, em três diferentes níveis de energia de soldagem. Para melhor caracterizar a solda das ligas foram feitas soldagens com diferentes valores de corrente e velocidade de soldagem para uma mesma energia de soldagem, sendo estabelecidos cinco diferentes condições. As soldagens realizadas com os diferentes parâmetros empregados não resultaram em mudanças prejudiciais, tanto na microestrutura quanto na dureza das ligas estudadas.

**Palavras-chave:** Molibdênio; Energia de soldagem; Dureza Vickers.

## EVALUATION OF THE EFFECT OF CHANGE IN WELDING ENERGY IN MICROSTRUCTURE OF FE-9CR-XMO ALLOY

### Abstract

The main purpose of this study was to evaluate the effect of different heat inputs during welding, using for both the TIG process without the addition of material, in the microstructure of alloys Fe-9Cr-XMo (x assumes the values 5 and 9) through the variation of the parameters of current and welding speed. Samples of the alloys in the solubilized condition were welded in flat position, with thorium electrode, direct current electrode negative in three different levels of intake heat. To better characterize the welding different values of current and welding speed for the same contribution, being established five different conditions. Welds made with different parameters used did not result in detrimental changes in both the microstructure and hardness of the alloys studied.

**Key words:** Molybdenum; Energy welding; Vickers hardness.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Graduanda do curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.

<sup>3</sup> Professor Mestre do Departamento da Indústria do Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia do Estado do Ceará (IFCE). Maracanaú-CE.

<sup>4</sup> Mestrando do Departamento de Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.

<sup>5</sup> Professor Doutor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.

<sup>6</sup> Professor Pós-Doutor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.

## 1 INTRODUÇÃO

O setor de Petróleo e Gás Natural tem enfrentado diversos problemas associados à extração, transporte e processamento do petróleo. Destaca-se entre os principais problemas o elevado índice de acidez do petróleo nacional, que exige, dos diversos tipos de equipamentos, uma elevada resistência à corrosão, em especial à corrosão naftênica.<sup>(1)</sup>

Aços Cr-Mo têm sido amplamente empregados para esta aplicação. Estes aços, normalmente contendo entre 1%-2% de Mo e 2,5%–11% de Cr, apresentam boa resistência a altas temperaturas e à corrosão por sulfetos. No entanto, a busca por petróleos em altas profundidades e a maturidade dos poços produtores tem aumentado cada vez mais o índice de acidez do petróleo a ser refinado e como resultado, tem-se observado que os materiais atualmente empregados não têm tido um desempenho satisfatório. Para enfrentar esse problema duas estratégias têm sido adotadas pelas empresas produtoras de petróleo: controle por sequestrante de H<sub>2</sub>S e uso de metalurgia especial. Dentro desta segunda estratégia, uma das ações seria o aumento de Mo nos aços.<sup>(1,2)</sup>

O Mo aumenta a resistência do material a atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão localizada e a resistência a altas temperaturas.<sup>(3)</sup>

O aumento do teor de molibdênio até 7% em peso nos aços inoxidáveis austeníticos foi estudado por Wu et al. Eles concluíram que o molibdênio melhora sensivelmente a resistência à corrosão naftênica nestes aços. Esta melhora se deve, entre outros fatores, ao aumento da resistência à corrosão por pites devido a melhorias na microestrutura e na dureza.<sup>(4)</sup>

O molibdênio atua na formação de uma microestrutura ferrítica, assim como o cromo. O aumento no teor de molibdênio, além de proporcionar um aumento da resistência mecânica e elevar a dureza do aço, favorece a formação de precipitados intermetálicos do tipo sigma ( $\sigma$ ), chi ( $\chi$ ) e mu ( $\mu$ ), o que prejudica a soldabilidade dos aços devido à perda de ductilidade. Após tratamento térmico ou soldagem, são necessárias altas taxas de resfriamento para evitar a formação destes precipitados.<sup>(2,4,5)</sup>

Uma vez que essas ligas, ao serem empregadas na indústria petroquímica, são submetidas ao processo de soldagem, torna-se importante determinar o efeito dos parâmetros de soldagem e, conseqüentemente, dos diferentes níveis de energia e sua influência na microestrutura dessas ligas.

Entre os numerosos parâmetros de soldagem, considerando um processo autógeno, destacam-se a tensão (U), a corrente (I) e a velocidade de soldagem (Vs). O ajuste inadequado destes parâmetros pode ocasionar defeitos na região da solda, comprometendo ou até mesmo inviabilizando a sua aplicação. Por exemplo, o emprego de valores elevados de corrente pode levar a ocorrência de porosidade e mordeduras, os quais são concentradores de tensões, indesejáveis em juntas soldadas. Já o emprego de baixos níveis de energia de soldagem pode ocasionar falta de penetração, bem como falta de fusão, que é um severo concentrador de tensões. Por último, o ajuste inadequado da velocidade poderá resultar em defeitos de penetração, principalmente pelo emprego de velocidades altas, que também resultará num cordão de aspecto irregular.<sup>(6)</sup>

Por ser monofásico e devido ao seu tipo de reticulado, o aço ferrítico possui uma elevada mobilidade atômica, que favorece uma maior velocidade de crescimento de grão. Este crescimento de grão favorece a fragilização e queda na tenacidade das regiões soldadas, responsável pela maior dificuldade na soldagem

de aço ferríticos.<sup>(7,8)</sup> O problema de crescimento de grão pode ser minimizado pela aplicação de baixas energias de soldagem que reduzem a velocidade de crescimento e a extensão dos grãos.<sup>(9)</sup>

Por serem composições experimentais, não se tem idéia do efeito da soldagem sobre as mesmas. Desta forma, neste trabalho, buscou-se estudar o efeito das diferentes energias de soldagem, durante a soldagem autógena pelo processo TIG, na microestrutura de ligas Fe-9Cr-xMo, onde x assume os valores 5 e 9, através da variação dos parâmetros de corrente e velocidade de soldagem.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Duas composições com diferentes teores de Mo, conforme mostrado na Tabela 1, denominadas E1 e E3, foram empregadas na condição como solubilizadas.

Tabela 1. Composição química (% em massa) das ligas avaliados.

| Liga | C     | Mn   | Si   | Cr  | Mo  |
|------|-------|------|------|-----|-----|
| E1   | 0,030 | 0,37 | 0,34 | 9,5 | 5,3 |
| E3   | 0,041 | 0,41 | 0,45 | 9,6 | 9,3 |

Inicialmente foi feita a caracterização microestrutural das ligas E1 e E3 na condição solubilizada, através de microscopia óptica, utilizando o reagente Vilella para revelar a microestrutura.<sup>(10)</sup> Em seguida foram realizados ensaios de microdureza Vickers.

Posteriormente, foi realizada a soldagem autógena, empregando o processo TIG automático. As soldagens na posição plana foram realizadas com eletrodo, não consumível, toriado de 2,4 mm de diâmetro em corrente contínua eletrodo negativo (CCEN), utilizando argônio (Ar) como gás de proteção (vazão de gás de 14 L/min), sobre chapas com dimensões de 10,00 mm x 40,00 mm x 80,00 mm.

Na deposição dos cordões de solda foram empregados três diferentes níveis de energia de soldagem, com diferentes valores de corrente e velocidade de soldagem para um mesmo nível de energia, resultando em cinco diferentes condições, como mostra a Tabela 2. Buscou-se manter a tensão constante (17 V) regulando a distância da ponta do eletrodo para a peça em 4 mm.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem empregados

| Condição | U (V) | I (A) | VS (cm/min) | E (kJ/cm) |
|----------|-------|-------|-------------|-----------|
| T1       | 17    | 200   | 34,0        | 6,0       |
| T2       | 17    | 200   | 25,0        | 8,0       |
| T3       | 17    | 200   | 20,0        | 10,0      |
| T4       | 17    | 150   | 25,0        | 6,0       |
| T5       | 17    | 250   | 25,0        | 10,0      |

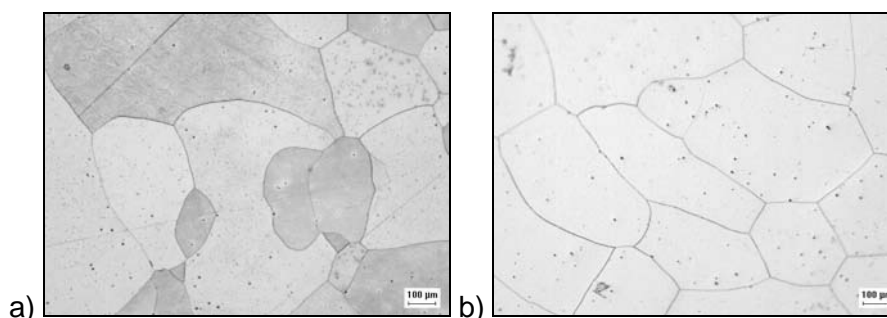
As amostras soldadas passaram pela caracterização das regiões da solda e do metal de base através de exames metalográficos, por microscopia ótica, para verificar o efeito da energia de soldagem na microestrutura das mesmas. Foram ainda realizados ensaios de dureza Vickers visando levantar um perfil de microdureza das ligas estudadas.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Caracterização Microestrutural das Ligas Solubilizadas

Na Figura 1, são apresentadas a microscopia ótica da seção transversal das ligas E1 e E3, após a realização da solubilização.

Como pode ser verificado na Figura 1, tem-se uma microestrutura característica destas ligas, do tipo ferrítica e, ainda, a presença de alguns pequenos precipitados, provavelmente formados devido à presença de carbono presentes nestas ligas. Observa-se ainda que as ligas E1 e E3 apresentam grãos grandes, ASTM 1,5 e ASTM 1,4, respectivamente. Ressalta-se que o aumento no tamanho de grão é um dos fatores responsáveis pela perda de ductilidade na solda de ligas ferríticas.<sup>(7,8)</sup>



**Figura 1.** Micrografia dos dois tipos de ligas após a solubilização. Aumento 100X. a) Liga E1. b) Liga E3.

Os valores de microdureza Vickers das amostras E1 e E3 solubilizadas foram de 196 HV e 297 HV, respectivamente. O valor de dureza aumenta com o aumento do teor de molibdênio, confirmando o apresentado na literatura.<sup>(3,5,11)</sup> As ligas estudadas apresentam um valor de dureza superior quando comparado com o aço ferrítico 9Cr-1Mo, que é de 178 HV.<sup>(12)</sup>

#### 3.2 Ensaio de Soldagem

Na Tabela 3 encontram-se os valores resultantes da aquisição durante a realização da soldagem autógena para as ligas E1 e E3. Verifica-se que os resultados estão próximos aos valores estipulados (Tabela 2), à exceção do parâmetro T3, mostrando que, para os demais parâmetros, a soldagem pôde ser realizada sem grande variação na energia de soldagem.

**Tabela 3.** Valores obtidos pelo sistema de aquisição de dados da soldagem para as ligas estudadas

| Liga | Condição | Vs (cm/min) | Uef (V) | Ief(A) | Eef(kJ/cm) |
|------|----------|-------------|---------|--------|------------|
| E1   | T1       | 34,0        | 16,6    | 196,9  | 5,8        |
|      | T2       | 25,0        | 16,2    | 200,6  | 7,7        |
|      | T3       | 20,0        | 14,9    | 199,0  | 8,7        |
|      | T4       | 25,0        | 15,1    | 150,2  | 5,4        |
|      | T5       | 25,0        | 17,3    | 247,8  | 10,1       |
| E3   | T1       | 34,0        | 16,7    | 197,0  | 5,8        |
|      | T2       | 25,0        | 16,0    | 200,9  | 7,6        |
|      | T3       | 20,0        | 14,1    | 199,6  | 8,3        |
|      | T4       | 25,0        | 15,0    | 151,7  | 5,4        |
|      | T5       | 25,0        | 16,6    | 248,8  | 9,8        |

Na Figura 2 podem ser vistas as micrografias da zona fundida (ZF) da liga E1 após as soldagens, para os cinco parâmetros estudados. A linha vertical de pontos

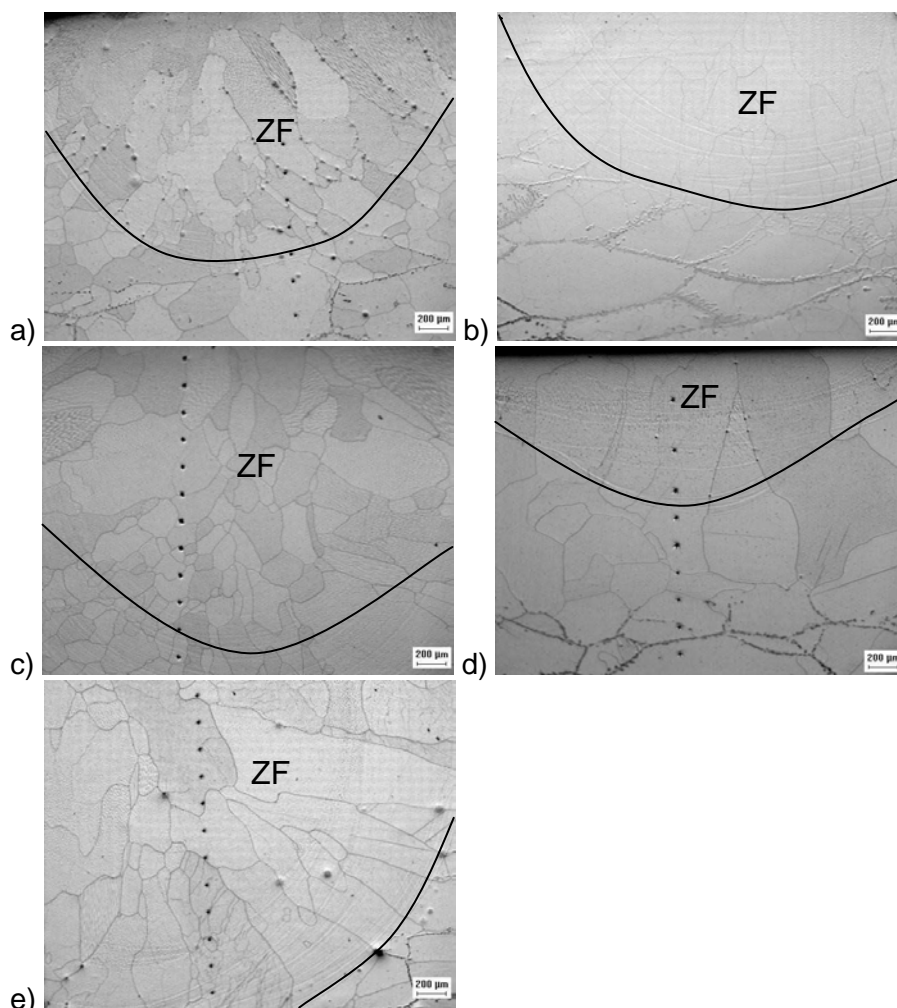


escuros corresponde às impressões do ensaio de microdureza Vickers. Observa-se uma ZF com morfologia semelhante, microestrutura do tipo ferrítica, para os parâmetros utilizados. A exceção é o parâmetro T4, onde foi empregada a menor corrente de soldagem, 150 A, que apresentou grãos mais alongados que os demais parâmetros, que tiveram corrente de soldagem superior a 195 A.

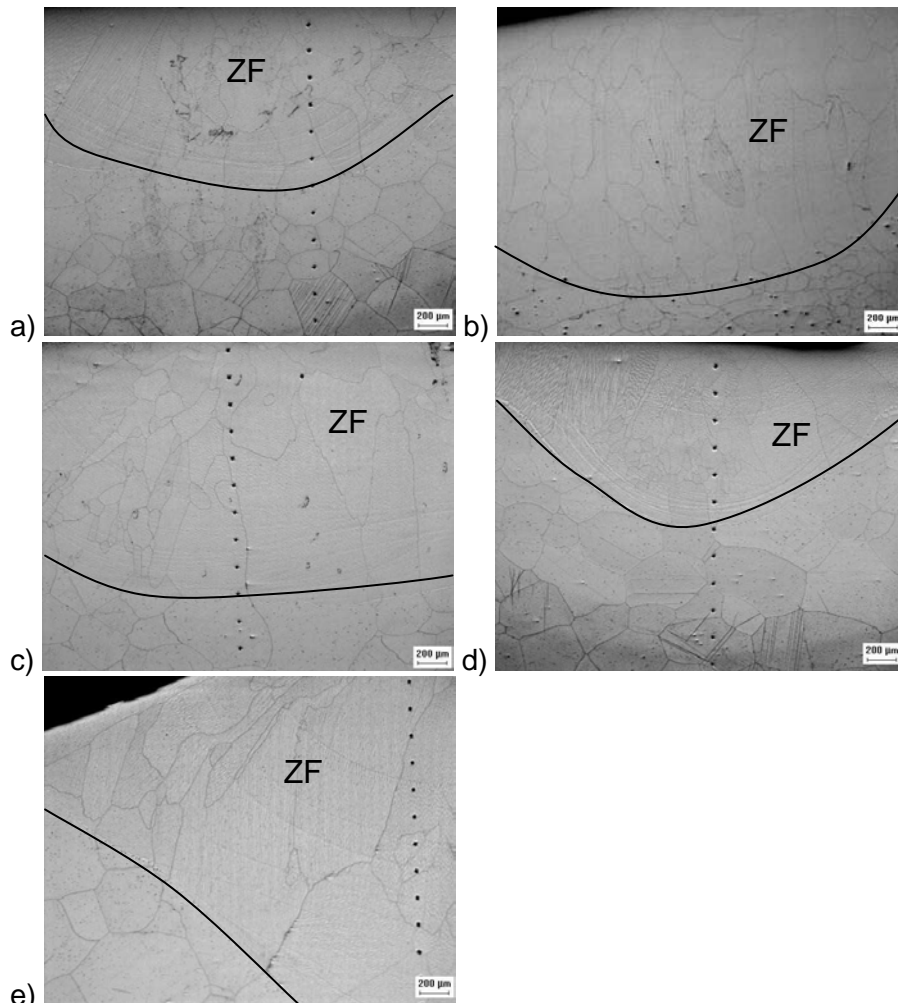
O parâmetro T4 tem a mesma energia de soldagem do parâmetro T1, a diferença está nos valores de corrente e velocidade de soldagem. A mudança na forma do grão ocorreu em função da corrente de soldagem e não da energia de soldagem.

Analisando a ZF, considerando as soldagens realizadas para um mesmo valor de corrente, mas com variação na velocidade de soldagem (T1, T2 e T3), verifica-se que não houve diferença significativa na morfologia da ZF. Já quando esta análise é feita com base na variação da corrente para uma mesma velocidade de soldagem (T4, T2 e T5), tem-se grão mais alongados para a menor corrente empregada. Estes resultados indicam que, neste caso, a corrente tem um efeito mais significativo na morfologia dos grãos que a velocidade de soldagem.

Resultado semelhante foi obtido para a ZF da liga E3, como pode ser visto na Figura 3, novamente a linha vertical de pontos escuros corresponde às impressões de microdureza Vickers.



**Figura 2.** Micrografias da ZF da liga E1. Aumento 50X. a) Condição T1. b) Condição T2. c) Condição T3. d) Condição T4. e) Condição T5.



**Figura 3.** Micrografias da ZF da liga E3. Aumento 50X. a) Condição T1. b) Condição T2. c) Condição T3. d) Condição T4. e) Condição T5.

Na Figura 4 pode ser vista a região da zona afetada pelo calor (ZAC) da liga E1 para os cinco parâmetros estudados. Observa-se que houve a formação de outra fase além da fase ferrítica, para todos os parâmetros empregados. Essa fase já foi determinada por Guimarães,<sup>(13)</sup> que a identificou como sendo martensita. Neste mesmo estudo Guimarães<sup>(13)</sup> levantou os diagramas de fases para a liga com 9% de Cr e diferentes teores de Mo (5%, 7% e 9%) e verificou que somente a liga com 5% de Mo apresentava a formação de austenita e ferrita dependendo da faixa de temperatura, sendo as demais ferríticas.

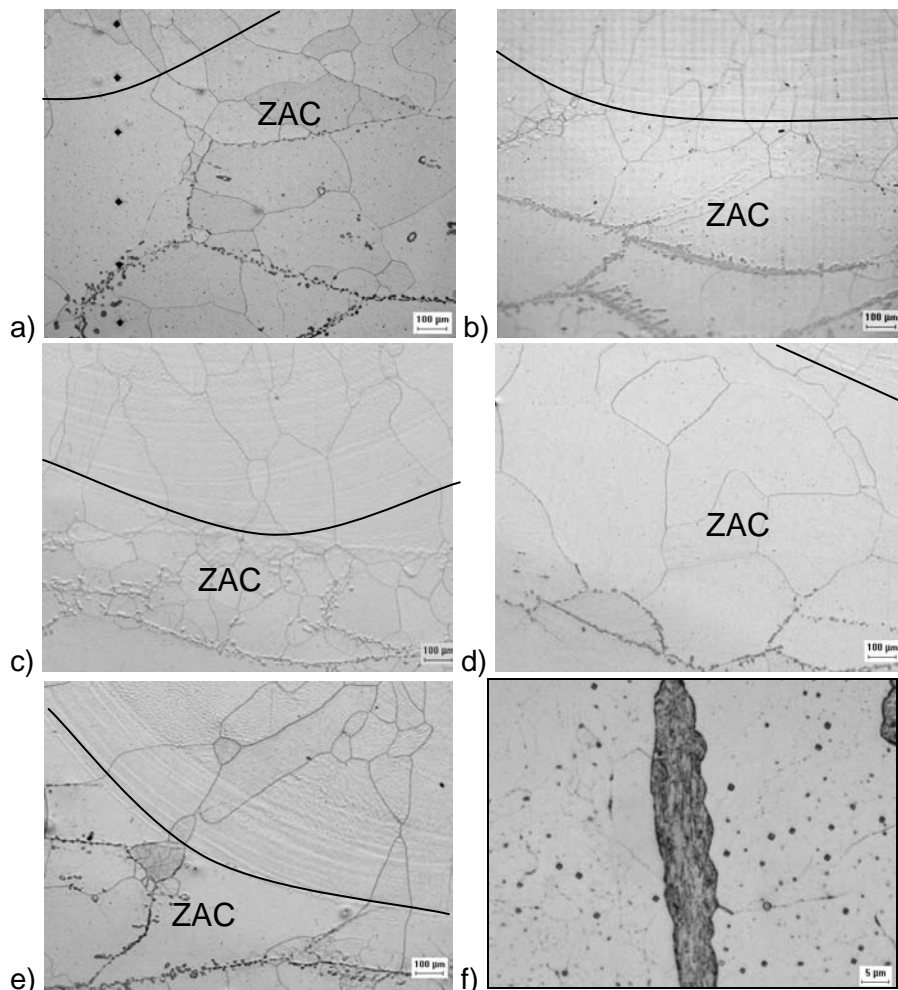
Verifica-se que a distância da ZF à região onde a martensita tem início muda com o parâmetro empregado, onde se observa que para o nível mais baixo de energia (6 kJ/cm, parâmetros T1 e T4) e maiores velocidades de resfriamento, a martensita forma-se a uma certa distância do final da ZF. Já para os outros dois níveis de energia (parâmetros T2, T3 e T5), com maiores velocidades de resfriamento, a martensita se forma no final da ZF e início da ZAC.

Tem-se ainda que, para a menor energia, a soldagem com corrente 150A e velocidade de soldagem 25 cm/min (T4) apresentou uma região com início de formação de martensita mais afastada do fim da ZF em comparação com a soldagem com corrente de 200 A e velocidade de 34 cm/min.

A explicação para este comportamento deve estar associada às temperaturas atingidas na soldagem. Para os menores valores de energia tem-se menores

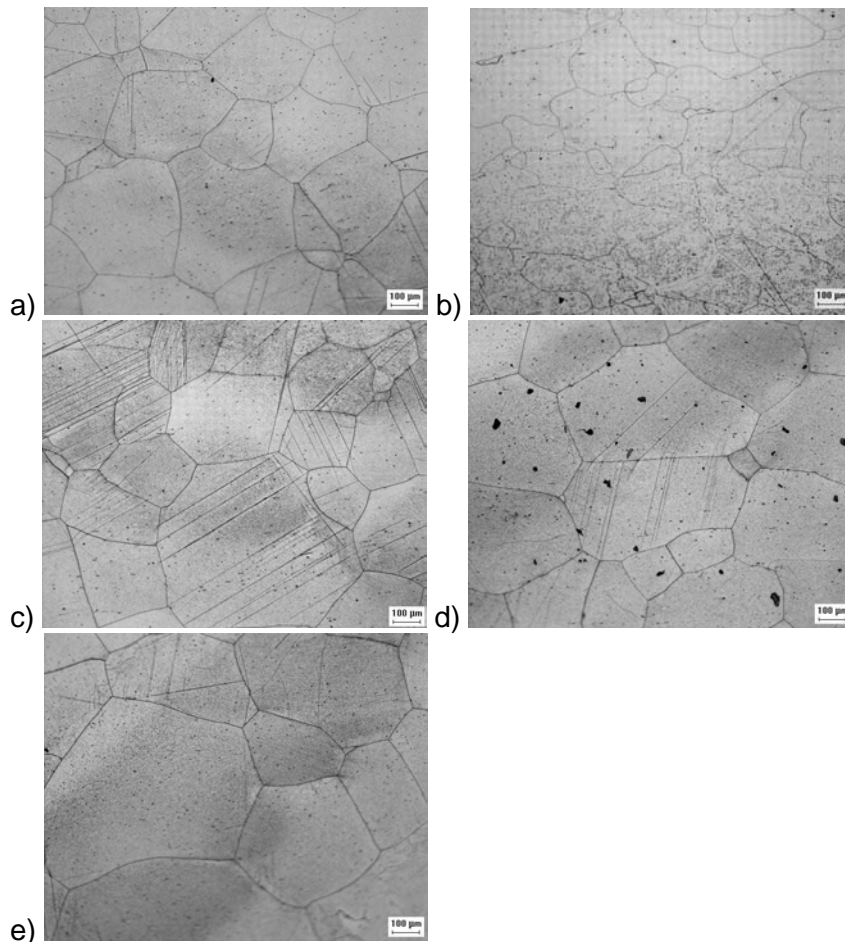
temperaturas e, conseqüentemente, maior velocidade de resfriamento. Desta forma, para a energia de 6 kJ/cm (T1 e T4), a velocidade de soldagem não deve ter permitido que uma dada região ficasse submetida tempo suficiente para que houvesse a austenitização e desta forma não houve a formação da martensita.

Na Figura 5 pode ser vista a região da ZAC da liga E3 para as cinco condições empregadas. Diferentemente da liga E1, não foi verificada a formação de martensita na liga E3, o que é coerente uma vez que a mesma não é passível de austenitização. Para os diferentes parâmetros empregados não foi verificada uma diferença na morfologia da ZAC. Da mesma forma quando comparado a microestrutura da ZAC para diferentes valores de velocidade de soldagem (T1, T2 e T3) e para os diferentes valores de corrente (T4, T2 e T5) não houve mudança na microestrutura. Contudo, verifica-se que a soldagem da Liga E3 resultou em grãos maiores do que os observados para liga E3 solubilizada.



**Figura 4.** Micrografias da Liga E1 após as soldagens. Região da ZAC. a) Condição T1, aumento 100X. b) Condição T2, aumento 100X. c) Condição T3, aumento 100X. d) Condição T4, aumento 100X. e) Condição T5, aumento 100X. f) Aspecto do precipitado observado em todas as energias empregadas, aumento de 1000X.





**Figura 5.** Micrografias da Liga E3 após as soldagens. Região da ZAC. a) Condição T1, aumento 100X. b) Condição T2, aumento 100X. c) Condição T3, aumento 100X. d) Condição T4, aumento 100X. e) Condição T5, aumento 100X.

Na Figura 6 e na Figura 7 tem-se o perfil de microdureza para as ligas E1 e E3, respectivamente. A dureza foi medida a partir da região da solda até o metal de base, a linha horizontal tracejada indica a dureza média do metal de base.

Verifica-se, no caso da liga E1 (Figura 6), a presença de alguns picos de dureza, os quais estão associados à presença de martensita, o que pode explicar os maiores valores de dureza da Liga E1 após a soldagem quando comparado a mesma liga solubilizada.

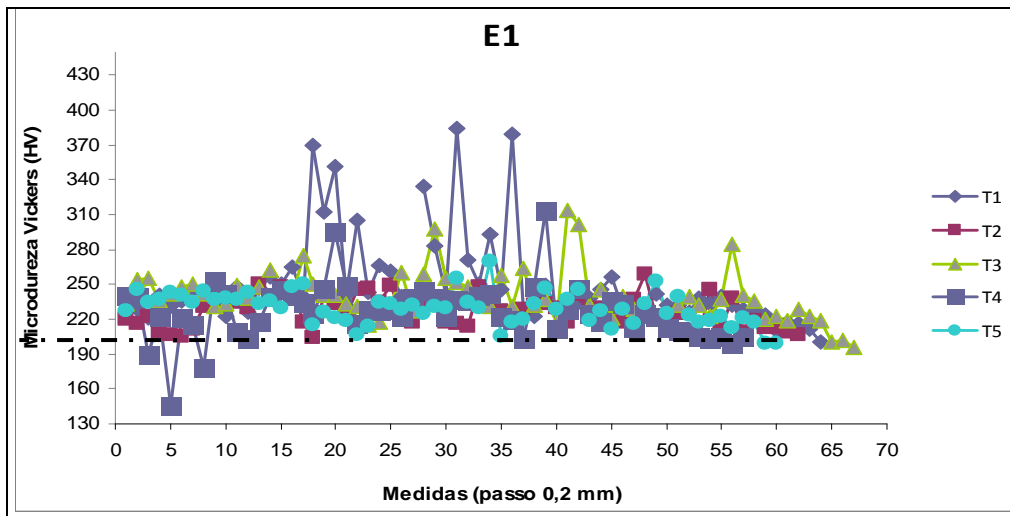
De uma forma geral os perfis de microdureza levantados para a Liga E3 (Figura 7) apresentaram valores inferiores aos obtidos para a mesma liga na condição solubilizada. A justificativa para este resultado pode está no maior tamanho de grão apresentado para as soldas da Liga E3 em comparação a liga Liga E1 solubilizada.

Nesses gráficos observa-se que, em geral, a dureza das ligas não sofreu alteração significativa com a variação da energia de soldagem e dos parâmetros de corrente e velocidade de soldagem.

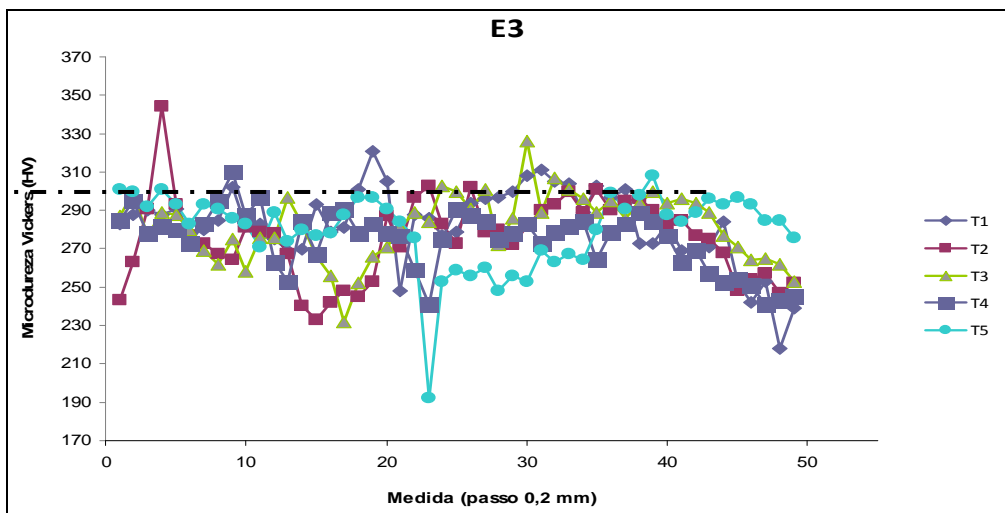
Quando são analisadas as soldagens realizadas para um mesmo parâmetro, comparando as ligas E1 e E3 (Figura 8 e Figura 9), tem-se que a liga E3 apresenta maiores valores de dureza do que a liga E1. Este resultado está associado a diferença nos teores de Mo e não aos parâmetros de soldagem empregados.



Verifica-se que alguns valores de dureza medidos para a solda da Liga E1 foram iguais ou superiores a dureza da solda da Liga E3, mas estas dureza estão associadas a presença da martensita no ponto medido.



**Figura 6.** Perfil de microdureza Vickers da liga E1 para os parâmetros de soldagem empregados. A linha traço-ponto indica a dureza média da liga E1 solubilizada.



**Figura 7.** Perfil de microdureza Vickers da liga E3 para os parâmetros de soldagem empregados. A linha traço-ponto indica a dureza média da liga E3 solubilizada.

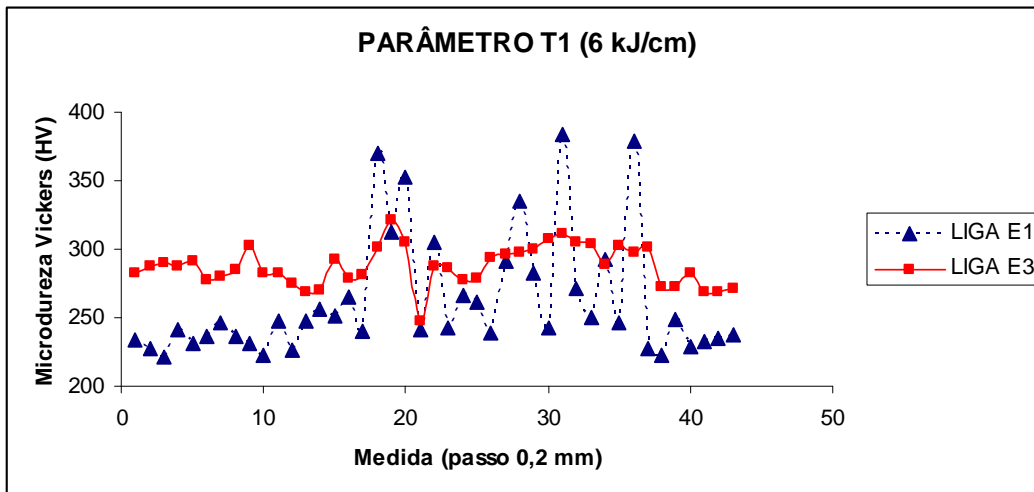


Figura 8. Comparativo entre o perfil de microdureza Vickers para o parâmetro T1 das ligas E1 e E3.

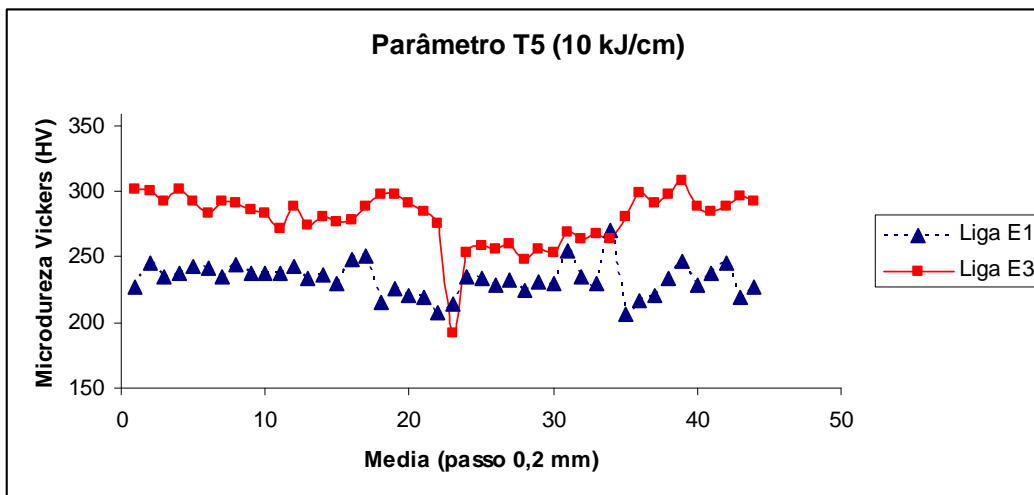


Figura 9. Comparativo entre o perfil de microdureza Vickers para parâmetro T5 das ligas E1 e E3.

#### 4 CONCLUSÃO

Com base nos resultados apresentados neste trabalho, destacam-se as seguintes conclusões:

- De uma forma geral a ZF das ligas estudadas apresentaram morfologia semelhantes para as energias empregadas, tanto para a Liga E1 quanto para a Liga E3.
- A energia de soldagem com menor corrente (150 A) gerou um ZF com grão mais alongados do que as energias com maiores valores de corrente em ambas as ligas estudadas.
- As velocidades de soldagem empregadas não afetaram a morfologia da ZF.
- A ZAC da liga E1 apresentou a formação de Martensita, onde a região de início de formação desta fase foi influenciada pelos valores de energia empregados.
- A Liga E3 não apresentou mudança significativa na ZAC para os diferentes parâmetros empregados.
- A corrente de soldagem apresentou um efeito mais significativo, tanto na ZF quanto na ZAC das ligas E1 e E3, do que a velocidade de soldagem.



- Os parâmetros de soldagem empregados não resultaram em alterações significativas nos perfis de microdureza para uma mesma liga.
- Quando comparados, para um mesmo parâmetro, verifica-se que a Liga E3 apresentou um perfil de microdureza com valores superiores aos da Liga E1.
- A formação de martensita na ZAC da Liga E1 resultou em valores localizados de dureza superiores aos obtidos para a Liga E3.
- As soldagens realizadas com os diferentes parâmetros empregados não resultaram em mudanças prejudiciais, tanto na microestrutura quanto na dureza das ligas estudadas.

## Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Caracterização de Materiais e ao Laboratório de Engenharia de Soldagem da Universidade Federal do Ceará pela realização dos experimentos, além do CNPq, CAPES e PETROBRAS pelo suporte financeiro.

## REFERÊNCIAS

- 1 PÉREZ, G. J. A. Caracterização das Fases Presentes em Depósito de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço de 9Cr 1Mo Usados em Fornos de Refinária de Petróleo. 2005. 129p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza.
- 2 CUNHA, B. R. M. da. “Soldabilidade Da Nova Geração De Aços Ferríticos Cr-W Resistentes A Altas Temperaturas”. Universidade Federal do Rio de Janeiro – COPPE, Rio de Janeiro – RJ, 2006.
- 3 SOUZA, S. A., “Composição Química dos Aços”. São Paulo, Edgard Blücher, 1989
- 4 WU, X. Q.; JING, H. M.; ZHENG, Z.M.; YAO, W.Ke. Resistance of Mo-bearing stainless-steel coating to naphthenic acid corrosion and erosion-corrosion. Corrosion Science 46, p1013-1032, 2004.
- 5 EDSTRÖM, H. J., LJUNDBERG, L., Rost- und säurebeständige Chrom-Nickel- Stähle mit max. 0,030% Kohlenstoff als Konstruktionsmaterial für die chemische Industrie. Werkst. u. Korrosion 15, 743-753, 1964.
- 6 MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. Soldagem: Fundamentos e Tecnologia. Ed. UFMG, Belo Horizonte 363p, 2005.
- 7 PICKERING, F.B. Physical metallurgy of stainless steel developments. International Metals Reviews, Review 211, p.227-249, December 1976.
- 8 OHASHI, N.; ONOJ Y. KINOSHITA, N.; YOSHIOKA, K; “Effects of metallurgical and mechanical factors on Charpy impact toughness of extra low interstitial ferritic stainless steels”. In: SYMPOSIUM ON FERRITIC STAINLESS STEELS, San Francisco, 1979. Philadelphia, ASTM, p. 202-220, 1980.
- 9 FOLKHARD, E., in: Welding Metallurgy of Stainless Steels, Springer, Vienna, 1988.
- 10 VOORT G.F.V., JAMES H, MILLS M. K., DAVIS J.R., DESTEFANI J. D., DIETERICH D. A., CRANKOVIC G. M., FRISSELL M.J. (Eds.).
- 11 LAFFLER, B., “Stainless – Stainless Steel and their Properties”. pp.1-44, 1999.
- 12 MUNGOLE, M.N., GADADHAR SAHOO, BHARGAVA, S., BALASUBRAMANIAM, R. “Recrystallised grain morphology in 9Cr 1Mo ferritic steel”. Materials Science Engineering A 476, p. 140-145, 2008.
- 13 GUIMARÃES, R. F.; Influência do Teor de Molibdênio na Microestrutura de Ligas Fe-9Cr-xMo. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM –CONSOLDA, 35., 2009, Piracicaba.